

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА КОЛИЧЕСТВО МЕТАСТАБИЛЬНОГО РЕВЕРТИРОВАННОГО АУСТЕНИТА МСС НА Fe-Ni-W-Co-Mo ОСНОВЕ

Берстенева Е.Л.*

Руководители: доцент, к.т.н. Михайлов С.Б., доцент, к.т.н. Ишина Е.А.*,
доцент, к.т.н. Михайлова Н.А.***

** УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина, ** УРГУПС,
г. Екатеринбург, Россия,
msb.immt@gmail.com*

При анализе вариантов различных режимов термической обработки для получения ревертированного остаточного аустенита в мартенситностареющей стали 03Н17В10К10МТ показано, что при охлаждении от высокотемпературной части $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения ($700 \dots 850^\circ\text{C}$) имеет место как минимум два варианта мартенситного превращения. Высказано предположение, что получаемые при этом мартенситные структуры способствуют аномальному поведению свойств сплава, в частности сказываются на количественный результат получения ревертированного остаточного аустенита в процессе последующей термической обработки.

Мартенситностареющие стали (МСС) при высоких прочностных свойствах ($\sigma_B = 1800-2100$ МПа) характеризуются повышенными значениями пластичности, вязкости и сопротивления хрупкому разрушению.

Вместе с тем, если создаются экстремальные условия эксплуатации изделий, например, при пониженных и криогенных температурах, а также при замедленном охлаждении заготовок послековки, которые вызывают эффект "теплового охрупчивания", то эти обстоятельства могут привести к резкому снижению пластических свойств, характеристик ударной вязкости и трещиностойкости МСС. В связи с этим, целесообразно рассмотреть возможность повышения запаса вязких свойств МСС за счет формирования в структуре повышенного содержания метастабильного ревертированного аустенита.

Формирование ревертированного остаточного аустенита обеспечивается изотермическими отжигами в низкотемпературной части интервала $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения стали. Варьирование подобными нагревами образцов стали 03Н17В10К10МТ показало, что введение предварительных нагревов в интервал $800-820^\circ\text{C}$ приводит к получению повышенного уровня ревертированного остаточного аустенита. С целью выяснения причин данного экспериментального факта провели контрольную регистрацию

температурных интервалов фазовых превращений при нагреве и охлаждении образцов стали с размерами: диаметр 4мм длина 50 мм.

В качестве метода выявления температурных интервалов превращений использовалась дилатометрическая методика на основе дифференциального дилатометра Шевенара фирмы «Амслер». В качестве эталона использовался сплав «пирос». Необходимые нагревы, изотермическая выдержка в течение 30 минут и последующее охлаждение осуществлялись непосредственно в дилатометре. Дополнительно с целью анализа состояния фазового состава при комнатной температуре проводились измерения намагниченности образцов с использованием магнитометра Штейнберга.

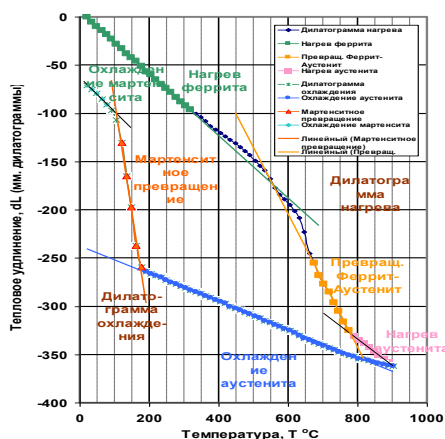


Рис.1 - Дифференциальные дилатометры нагрева до 900°C и последующего охлаждения образца сплава 03N17B10K10MT

кривых (рис.2). Так при охлаждении после нагрева на температуры ниже 650 °C мартенситное превращение не фиксируется. При более высоких температурах нагрева четко проявляется перегиб, соответствующий мартенситному превращению. По этому перегибу оценивалась температура

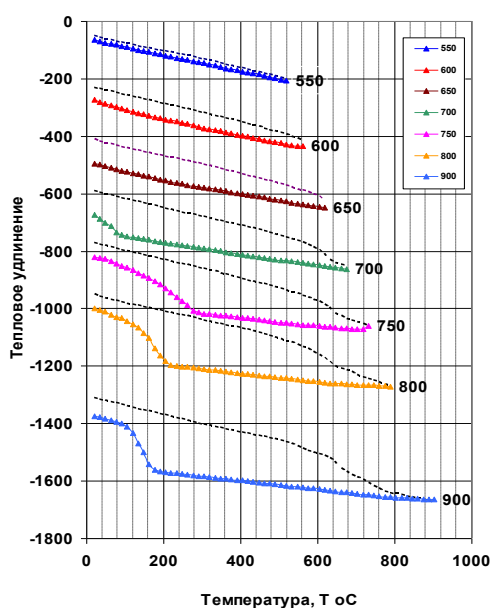


Рис.2 - Влияние температуры нагрева на вид дилатометров охлаждения образцов сплава 03N17B10K10MT (время изотермы 30 мин)

Типичный вид получаемых дилатометров представлен на рис. 1. Наличие перегибов и отклонений хода дилатометров относительно прямых линий позволяет оценить интервалы $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ превращений. В частности, основные перегибы на кривой нагрева (верхняя кривая) в интервале 600...850°C отражают протекание процессов аустенитизации, а на кривой охлаждения (нижняя кривая) в интервале 50...200°C – мартенситное превращение.

При варьировании температурами отжига интервала $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения зафиксированы варианты изменения вида дилатометрических кривых (рис.2). Так при охлаждении после нагрева на температуры ниже 650 °C мартенситное превращение не фиксируется. При более высоких температурах нагрева четко проявляется перегиб, соответствующий мартенситному превращению. По этому перегибу оценивалась температура начала мартенситного превращения (M_n). Результаты представлены верхним графиком на рис. 3.

Для этой кривой характерно, что после нагрева на 900 °C начало мартенситного превращения соответствует температуре порядка 180 °C (пунктирная горизонтальная линия). При этом, в случае нагрева в нижний интервал $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, начало мартенситного превращения выявляется ниже этого уровня, а при нагреве в верхний интервал – выше. Эта особенность совмещена с изменением количества аустенитной фазы, как при аустенитизации (средняя кривая, рис. 3), также и после охлаждения (нижняя

кривая, рис. 3). Последняя кривая отражает изменение количества ревертированного остаточного аустенита по кривой с максимумом.

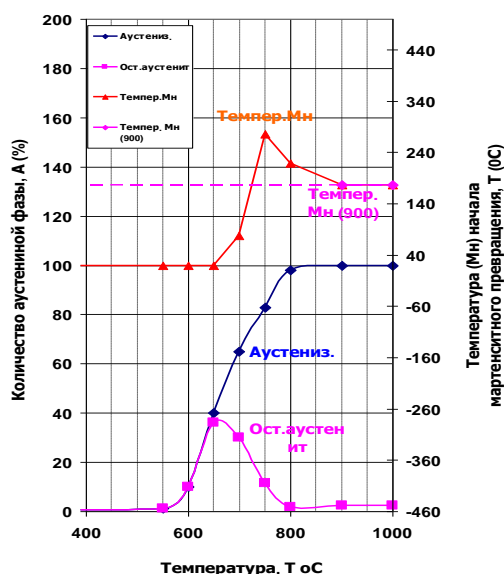


Рис.3 - Влияние температуры нагрева на фазовый состав при аустенитизации, количество остаточного аустенита и на начало мартенситного превращения в

аустенита при аустенитизации, в частности перераспределением Ni [1,2]. В нашем случае содержание Ni в аустените контролируется как минимум

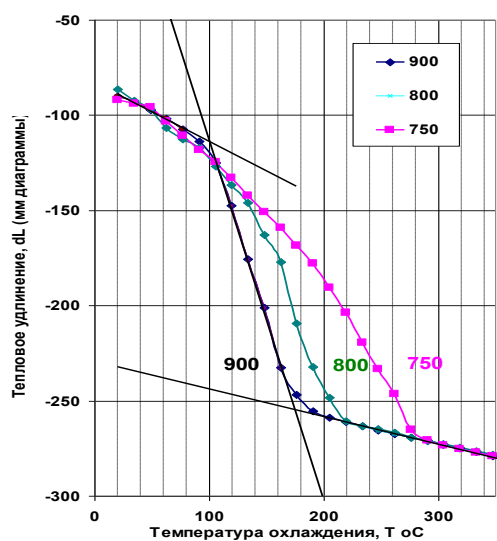


Рис.4 - Влияние температуры аустенитизации на ход дилатотермограмм охлаждения в интервале мартенситного превращения в образцах сплава 03Ni17W10K10MT

протекание мартенситного превращения и соответственно получение структур, для которых при последующем нагреве имеет место смещение интервала аустенитизации, а значит и смещение кривой изменения количества ревертированного аустенита, Именно с этим и связано его

Дополнительный анализ хода дилатометрических кривых в температурном интервале мартенситного превращения (рис.4) показал, что при охлаждении от 750...850 °C помимо эффекта повышения точки (M_n), имеет место перегиб на дилатограмме, исчезающий после нагрева на 900 °C. Вполне можно предположить, что отмеченный перегиб может быть отражением раздвоения механизма превращения.

Как правило, изменение количества ревертированного остаточного аустенита связано с изменением содержания легирующих элементов в твердом растворе в результате перераспределением Ni [1,2]. В первую очередь, это результат выделения интерметаллидной фазы типа Ni_3Ti в процессе старения при температурах 400-550°C. Второй механизм связан с перераспределением Ni между ферритом и аустенитом в температурном интервале $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения на первых стадиях $\alpha \rightarrow \gamma$ аустенитизации.

В результате, минимальный уровень содержания никеля приходится на состояния после нагрева в высокотемпературную область $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, когда на фоне почти 100% аустенита полностью не прошло растворение интерметаллидных фаз. Для этого состояния при охлаждении характерно особое, двухстадийное,

аномальное количественное поведение после предварительных нагревов до 800°C.

Таким образом, при анализе влияния температуры нагрева в высокотемпературную область $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения сплава 03Н17В10К10МТ показано, что при последующем охлаждении от 750-820 °С имеет место как минимум два варианта мартенситного превращения. Высказано предположение, что данное обстоятельство может быть причиной изменения количества ревертированного аустенита в структуре сплава 03Н17В10К10МТ при последующих отжигах в интервал $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ:

1. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. Учебник для вузов. М.: Металлургия, 1985г., 408с.
2. Смирнов М.А., Счастливцев В.М., Журавлев Л.Г. Основы термической обработки стали. М.: ООО «Наука и технологии», 2002г., 518с.